

• 机械工程 •

DOI:10.12454/j.jsuese.202300627



本刊网刊

能量密度对于选区激光熔化成型 Ti6Al4V 合金缺陷特征的影响

陈东菊¹, 高超^{2*}, 范晋伟¹, 潘日¹, 孙锬¹, 郑宸¹

(1. 北京工业大学机械与能源工程学院, 北京 100124; 2. 四川普什宁江机床有限公司, 四川成都 611830)

摘要:激光选区熔化技术(SLM)的成型质量受各种因素影响,其中,工艺参数对成型件的冶金缺陷影响最为显著,而熔池特性的研究则是判断激光增材制造成型质量的有力手段。本文建立 SLM 成型 Ti6Al4V 粉体 3 维瞬态热流场数值模型,利用优化后的数值模型分析熔池的动态演变机制,并在计算流体动力学中利用无量纲数定量描述工艺参数固定情况下熔池的动态演化,结合数值模拟和仿真实验分析球化、孔洞、黏粉和飞溅等缺陷形成机理,探究线能量密度和体能量密度对成型缺陷的影响规律,揭示 SLM 成型件冶金缺陷的形成机理与抑制方法,并提出一种“工艺参数-熔池特征-成型质量”一体化的方法预测成型质量。此外,本文还分析 Ti6Al4V 的加工工艺参数与熔池特征和增材制造成型质量的影响关系,包括关键加工参数对熔池热流场的影响,通过结果对比来探究工艺参数对加工质量的影响规律,为优化加工参数提供指导作用,节省大量的时间和成本。结果表明:熔池的主要传热方式为热对流,熔池演变的主要驱动力是蒸发反冲压力、表面张力和马兰戈尼剪切力。随着能量密度的降低,熔池流动性减弱,熔池尺寸表现出一定的规律性。熔融金属在表面张力的驱动下,往往会降低表面能凝固成球状,导致逐层成型后块体内部形成大量孔洞缺陷,严重影响试样的力学性能。因此,为获得力学性能良好的试样,必须精确控制能量密度,防止熔池流动性变化导致内部孔洞缺陷的形成。

关键词:选区激光熔化;熔池;Ti6Al4V;加工缺陷;工艺参数

中图分类号: TG665

文献标志码: A

文章编号: 2096-3246(2025)03-0267-11

钛合金作为最常见的金属合金,在航空、航天和生物医学领域得到了广泛的应用。Ti6Al4V 是最常用的钛合金,它具有高强度、低密度、高断裂韧性、优异的耐腐蚀性和优良的生物相容性,可用于重型航空建筑、涡轮发动机、燃气轮机等,也可用于医用骨骼、牙齿等。然而, Ti6Al4V 的高熔点、低导热系数和低弹性模量意味着使用传统方法进行加工将是一个巨大的挑战。

激光选区熔化技术(SLM)作为新兴技术,为高设计自由度的轻量化设计提供了巨大的潜力。该技术可省略刀具、夹具等传统加工装备,具有加工周期短、设计和生产时间少、制造成本低、材料利用率高的优势^[1-2],目前,已经被广泛应用于航空航天、汽车、医疗、工业、建筑、文娱、生物科技等各个产业领域的产品设计与制造^[3],在各类产品的智能制造方面占有较高比

重^[4],具有广阔的应用前景^[5]。传统 Ti6Al4V 加工制造工艺复杂,材料利用率低,成本较高^[6-7]。SLM 加工成型 Ti6Al4V 采用离散堆积成型机理,不受成型试件形状约束,且生产工艺流程简单,可有效避免用传统方法加工 Ti6Al4V 的相关问题。SLM 成型 Ti6Al4V 合金涉及复杂的粉体-液-固相变,存在多物理场相互耦合的现象:粉末对激光辐射的吸收和散射、粉体及成型固体的传热、熔体的流动、材料的蒸发和挥发及熔化/凝固/非平衡相变等。并且,材料的差异性、成型过程复杂多变、工艺不稳定性等问题,使试件的成型质量和可重复性难以保证^[8]。要实现高精度、复杂零件的工业化生产,必须克服加工缺陷,例如,零件孔洞、飞溅球化、表面粗糙、不理想的微观组织结构及力学性能、零件残余应力等。识别和控制多物理场耦合产生的上述物理现象及其相互作用机制,对于生产全密度

收稿日期:2023-08-14 修回日期:2023-11-11 网络出版日期:2024-06-04

基金项目:国家自然科学基金项目(52475423)

作者简介:陈东菊(1980—),女,教授,博士生导师。研究方向:精密超精密加工。E-mail: djchen@bjut.edu.cn

*通信作者:高超,高级工程师, E-mail: njtc@sina.com

无缺陷零件至关重要。

基于离散单元法的“热-流”耦合模型主要采用的方法为有限体积法和有限差分法。常用的软件有 FLUENT、FLOW3D 等。Yan 等^[9]研究低功率下电子束选区熔化(EBSM)钛合金的单/多道缺陷的形成过程,包括球化效应、单道不均匀性,研究得出粉末粒度分布和粉末层厚是影响单道不均匀性的显著因素,而增加激光功率和减小粉末厚度可以避免球化现象,但是,该研究对工艺参数(如扫描速度、束流)优化策略的指导性有限。谢印开^[10]利用 EDEM 离散单元软件建立粉末床模型,并用 FLUENT 模拟不同工艺参数下 Ti6Al4V 的熔池尺寸和流动情况,根据熔池温度分布及熔池表面形貌特征分析气孔缺陷形成的机理,为选择合理的工艺参数提供指导,但是,该模型没有考虑反冲压力的作用,没有分析熔池内部的主导驱动力。叶唯娟^[11]利用 YADE 建立粉末床模型,并用 FLOW3D 模拟钛合金 SLM 熔池受热—熔化—流动—凝固过程,研究单道球化及不平直现象的形成机理,结果得出球化是由于能量输入不足而没有熔化基板,不平直现象是由熔池边缘粉末的随机排布与不规则黏附导致,表明表面张力和蒸汽反冲压力是熔池内部的两种驱动力,但是,没有讨论“匙孔”的形成,以及表面张力和蒸汽反冲压力是如何作用于熔池及如何取决于能量密度。He 等^[12]采用 DEM 和 CFD 建立 SLM 多道成型的数值模型,研究表明通过控制激光能量输入可以有效控制熔池的动态状态和单道之间的气孔,但是,该研究缺少实验的验证。Wang 等^[13]采用粉末尺度多物理场耦合模型模拟 Ti6Al4V 的成型过程,研究结果表明在一定能量输入下,粉末层越厚则孔隙缺陷越明显;在高激光功率下 Marangoni 效应增强导致熔池凝固后单道表面出现了明显的波纹;该研究虽能预测熔池形态与缺陷,但未提供工艺参数优化具体策略,难以直接指导工业生产。Khairallah 等^[14]研究 316L 不锈钢金属粉末熔化凝固的成型过程,认为蒸发反冲压力、表面张力、Marangoni 对流都是熔池内部主要的驱动力,揭示孔隙、材料飞溅和剥蚀区等物理缺陷机理,并给出熔池形成后流场速度在前端凹陷区、中间过渡区和末端区的分布规律;然而,该研究忽略了微观尺度效应(如熔池内非平衡凝固、纳米级气液界面波动),难以精确描述匙孔不稳定性 and 微气泡的瞬时演化。

基于上述研究的局限性,本文综合激光功率和扫描速度分析线能量密度公式对成型质量的影响;并使用激光功率、扫描速度、扫面间距等工艺参数分析体能量密度公式与成型质量之间的关系。结合数值模拟分析球化、孔洞、黏粉和飞溅等缺陷形成机理,探究

线能量密度和体能量密度对成型缺陷的影响规律,并揭示 SLM 成型件冶金缺陷的形成机理与抑制方法。

1 理论模型与条件分析

1.1 VOF 模型

SLM 成型熔池的传热传质模拟遵循计算流体恒定律和能量守恒定律。本文采用 VOF 模型追踪多相流自由力学(CFD)的三大守恒定律,即质量守恒定律、动量守恒定律和能量守恒定律。VOF 模型是一种用于固定欧拉网格的界面追踪技术^[15],在 SLM 热流耦合模型中,计算域只存在 Ti6Al4V 金属相和氩气相,且每个控制体内两相的体积分数之和始终为 1,如图 1 所示。图 1 中,定义 Ti6Al4V 金属相体积分数为 α_1 ,则氩气相的体积分数为 α_2 , $\alpha_1 + \alpha_2 = 1$ 。

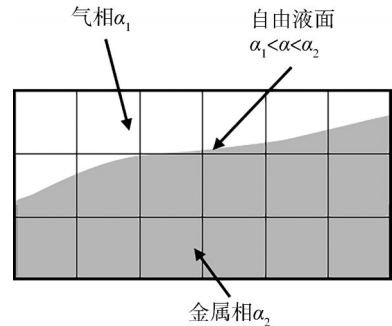


图 1 VOF 多相流示意图

Fig. 1 VOF multiphase flow diagram

因此,质量守恒方程可由式(1)和(2)描述:

$$\frac{\partial(\rho\alpha_1)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho\mathbf{V}\alpha_1) = 0 \quad (1)$$

$$\rho = \alpha_1\rho_{\text{metal}} + \alpha_2\rho_{\text{gas}} \quad (2)$$

式(1)、(2)中: ∇ 为梯度; t 为时间; ρ 、 ρ_{gas} 、 ρ_{metal} 分别为 Ti6Al4V 金属相和氩气相混合的密度、氩气密度、Ti-6Al4V 金属密度, kg/m^3 ; \mathbf{V} 为熔融金属流速矢量, m/s 。

动量守恒方程描述如下:

$$\rho \left(\frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + \mathbf{V} \cdot \nabla \mathbf{V} \right) = \mu \nabla^2 \mathbf{V} - \nabla P + \rho \mathbf{g} + \mathbf{F}_H \quad (3)$$

式中: ∇^2 为梯度算子; μ 为动力黏度, $\text{kg}/(\text{m}\cdot\text{s})$; P 为压力, Pa ; \mathbf{g} 为重力加速度, m/s^2 ; \mathbf{F}_H 为动量源项,包含表面力和体积力。

能量守恒方程描述如下:

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{V} \cdot \nabla T \right) = \nabla \cdot (k \nabla T) + S_H \quad (4)$$

式中: C_p 为材料比热容, $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$; T 为温度, K ; k 为材料导热系数, $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$; S_H 为能源源项,包括对流、辐射、蒸发、相变潜热。

根据 SLM 熔池热流耦合模型,其能量方程的边界条件为传热边界条件,动量方程的边界条件为流场边

界条件^[16-18]。

1.2 流场边界条件

作用在流场边界条件上的力 F_H 主要分为表面力和体积力。其中:施加于熔池上的表面力包括表面张力和反冲压力;体积力包含重力、浮力和糊状区阻力。所以, F_H 由式(5)计算得出:

$$F_H = f_s + P_r + f_g + f_d \quad (5)$$

式中, f_s 为表面张力, P_r 为反冲压力, f_g 为浮力, f_d 为糊状区阻滞力。

由于表面力需要利用高斯散度定理将其转换为体积力,并且由于交界面物性参数的突变会导致数值的离散,使得结果不收敛,因此采用基于密度平滑的CSF模型计算模型的表面力,将表面力乘以 δ_1 转换成体积力, δ_1 为无量纲的系数,具体转换公式如下:

$$\delta_1 = \left| \nabla \alpha_1 \right| \frac{2\rho}{\rho_{\text{metal}} + \rho_{\text{gas}}} \quad (6)$$

当温度高于材料熔点时,气/液界面在表面张力的作用下维持平衡,文献[18]的研究表明:熔融金属的表面张力与温度呈负相关关系,即表面张力的大小随着温度升高逐渐降低;在表面张力梯度下将会形成Marangoni剪切力,熔融金属在Marangoni剪切力作用下,会从熔池的高温区向低温区流动;同时,熔池底部的流体向上流动,在熔池的内部流体形成“环流”,促使熔池内液体的流动,加快热量和物质的交换。表面张力的表达式如下:

$$f_s = \left[\sigma_m - \frac{\partial \sigma}{\partial T} (T - T_1) \right] \kappa n \delta_1 \quad (7)$$

式中: σ_m 为材料处于熔点时的表面张力系数,N/m; $\frac{\partial \sigma}{\partial T}$ 为表面张力系数随温度的变化率; T_1 为液相温度,K; κ 为界面曲率,1/m; n 为界面法向量。

当输入的能量密度过高时,熔池的最高温度高于该金属材料的蒸发温度,金属蒸汽对熔池表面产生挤压力,这个力称为反冲压力。反冲压力大小与温度有关,熔池的温度越高,反冲压力作用效果越强^[19]。反冲压力作用于“匙孔”壁面上,方向为垂直于气/液界面,反冲压力的计算公式如下:

$$P_r = 0.54 P_0 \exp \left[\frac{L_v M (T - T_v)}{R T T_v} \right] n \delta_1 \quad (8)$$

式中: P_0 为标准大气压,Pa; L_v 为蒸发潜热,J/kg; M 为Ti6Al4V的摩尔质量,g/mol; T_v 为蒸发温度,K; R 为理想气体常数,J/(mol·K)。

SLM的热影区在熔池的长度 X 、宽度 Y 和深度 Z 方向均存在很大的温度梯度,这是因为SLM成型过程中液态金属的密度一般为温度函数,即随着温度升高

而降低。因此,熔池头部的上表面温度高,密度小;熔池头部的下表面温度低,密度大;该密度差导致熔池有向上流动的趋势,驱动着液体金属从高温区向低温区传递热量,从而能保持熔池温度平衡。而由温差诱导的流动现象,被形象地称作热浮力^[20]。数值模拟中,处理热浮力有两种方法:一是,把密度当作是温度的函数;二是,利用Boussinesq假设将材料密度视为定值,以源项的形式把热浮力添加到动量方程中^[21]。采用第1种方法来表示熔池中的热浮力,热浮力的计算公式如下:

$$f_g = \rho g \beta (T - T_1) \quad (9)$$

式中, β 为热膨胀系数,1/K。

处于液相线和固相线之间的区域是具有多孔结构的糊状区。流动的液态金属在糊状区阻力的作用下逐渐凝固,本文采用熔孔法来处理糊状区存在的动量损耗问题^[22]。熔孔法在每个单元中通过温度计算该单元内的动量损耗;利用单元的温度计算得到该单元中的液化体积分数,温度越高,液化体积分数越大,则流体流动所受到的阻力就越小;在完全凝固区,液化体积分数为0,速度也降为0,即流体不再流动。因凝固造成的单元动量损失由式(10)计算得到:

$$f_{\text{hu}} = -K_c \frac{(1 - \phi_L)^2}{(\phi_L^3 + C_k)} V \quad (10)$$

式中, f_{hu} 为糊状区内流体在多孔介质处的阻尼力糊状区阻力, K_c 为凝固区常数, ϕ_L 为与温度有关的液化体积分数, C_k 为一个非常小的常数。

1.3 传热边界条件

传热边界条件包括气/液界面上的热对流、热辐射和蒸发散热,这些边界条件以源项的方式添加到能量方程中,能量方程的数学表达式为:

$$k \frac{\partial T}{\partial n} = q_{\text{laser}} - q_{\text{rad}} - q_{\text{con}} - q_v \quad (11)$$

式中: q_{laser} 为激光能量,J; q_{rad} 为热辐射的能量,J; q_{con} 为热对流的能量,J; q_v 为蒸发散热的能量,J。

在气液多相流模型的交界面,热物性参数的突变会导致数值离散,使得数值求解过程不收敛。所以,引入考虑密度和比热容权重的修正相 δ_2 ,具体计算公式如下:

$$\delta_2 = \left| \nabla \alpha_1 \right| \frac{2\rho C_p}{\rho_{\text{metal}} C_{\text{pmetal}} + \rho_{\text{gas}} C_{\text{pgas}}} \quad (12)$$

比热容 C_p 计算式为:

$$C_p = \begin{cases} \alpha_1 \left(C_{\text{pmetal}} + \frac{L_m}{T_1 - T_s} \right) + \alpha_2 C_{\text{pgas}}, & T_1 < T < T_s; \\ \alpha_1 C_{\text{pmetal}} + \alpha_2 C_{\text{pgas}}, & T \geq T_1 \text{ 或 } T \leq T_s \end{cases} \quad (13)$$

式(12)、(13)中: C_p 为 Ti6Al4V 金属相和氩气相的混合比热容, $J/(kg \cdot K)$; $C_{p_{metal}}$ 为 Ti6Al4V 金属的比热容, $J/(kg \cdot K)$; $C_{p_{gas}}$ 为氩气的比热容, $J/(kg \cdot K)$; T_s 为固相线温度, K ; L_m 为熔化潜热, J/kg 。

热辐射主要发生在熔池表面, 根据 Stefan-Boltzmann 定律, 转化后的热辐射公式为:

$$q_{rad} = \sigma_s \varepsilon (T^4 - T_0^4) \delta_2 \quad (14)$$

式中: σ_s 为 Stefan-Boltzmann 常数, $W \cdot m^{-2} \cdot K^{-4}$; ε 为辐射发射率, W/m^2 ; T_0 为环境温度, K 。

1.4 相变潜热的处理

金属粉末的 SLM 过程涉及熔化、凝固及相变。当金属温度超过或低于相变温度时, 材料吸收或释放大量的潜热, 熔化/蒸发/相变潜热在整个 SLM 过程中都不容忽视, 所以模型中应当考虑相变潜热。分析相变潜热的主要方法有等温法、等效比热容法和热焓法^[23]。由于热焓法的计算结果平滑, 因此本文引入热焓法计算材料内部的相变潜热。相变潜热的计算公式为:

$$q_H = \rho \left(\frac{\partial}{\partial t} \Delta H + \nabla \cdot (\mathbf{V} \Delta H) \right) \quad (15)$$

式中, ΔH 为相变潜热。

材料的焓 H 一般由显焓 h 和 ΔH 共同决定。焓表示为:

$$H = h + \Delta H \quad (16)$$

式中, 显焓具体表示为:

$$h = h_{ref} + \int_{T_{ref}}^T C_p dT \quad (17)$$

式中, h_{ref} 为参考焓, T_{ref} 为参考温度。

1.5 热源模型

SLM 数值模拟中, 熔池的温度分布和 3 维形貌在很大程度上受热源模型的影响。其中, 最常用的体热源为双椭球体热源, 因此建立合理的热源模型对研究的准确性也十分关键。

双椭球体热源模型是由两个 1/4 的椭球体组合而成, 其中, 两个椭球的长轴不相等, 其他轴相等。双椭球体热源模型相较于半椭球体热源模型在近似模拟熔池的几何形状上具有更大的优势。双椭球体热源模型的数学分布函数如下:

$$q(x, y, z) = \begin{cases} \frac{6\sqrt{3} AP}{a_f b c \pi \sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a_f^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3z^2}{c^2}\right)}, & x \geq 0; \\ \frac{6\sqrt{3} AP}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a_r^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3z^2}{c^2}\right)}, & x < 0 \end{cases} \quad (18)$$

式中: a_f 、 a_r 分别为双椭球热源前半椭球、后半椭球的长半轴, m ; b 为两个椭球的短半轴, m ; c 为两个椭球的深

半轴, m ; A 为激光吸收率, $L/g/cm$; P 为激光功率, W 。

2 能量密度与缺陷形成的关系分析

2.1 能量密度与工艺参数的关系

影响选区激光熔化成形工艺过程的参数超过 130 个, 但是只有大约 13 个参数对最终的成型质量有重要影响。其中, 最主要的参数有激光功率、扫描速度、扫描间距。上述参数对成型质量的影响均有一定的规律, 但目前还没有统一的影响因素来判定成型的效果, 也没有严格确定最优工艺参数配置的方法。很多前人的研究将主要工艺参数统一为激光能量密度, 但并未综合各工艺参数进行分析。因此, 本文以致密度和显微硬度为考查指标, 研究单个工艺参数(激光功率、扫描速度、扫描间距)对致密度的影响规律, 重点研究激光能量密度对致密度影响的规律, 并结合单个参数对致密度的影响规律进行分析。之后, 研究激光能量密度对显微硬度的影响规律, 并进行分析。

为探究激光功率和扫描速度对 SLM 单道成型质量影响, 需建立能量密度和激光功率之间的关系。选取线能量密度为研究对象, 其表示单位长度上的输入能量^[24]:

$$L = \frac{P}{v} \quad (19)$$

式中: L 为线能量密度, J/m ; v 为激光扫描速度, m/s 。

为探究激光功率、扫描速度和扫描间距对 SLM 成型块体中孔隙缺陷的影响, 引入体积能量密度^[25]:

$$E = \frac{P}{vsd} \quad (20)$$

式中: E 为体能量密度, J/mm^3 ; s 为扫描间距, μm ; d 为粉末层厚, μm 。

2.2 能量密度对于球化缺陷形成的影响

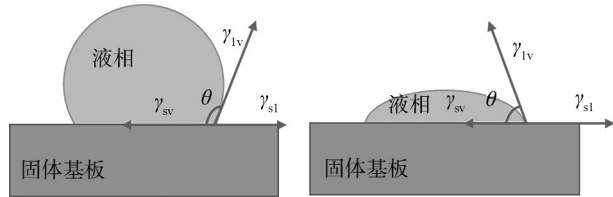
在选区激光熔化的过程中, 随着激光能量密度的减小, 熔融的金属液体逐渐不足以润湿基板, 为了减小表面积和降低液相表面能, 单道形态逐渐从连续态过渡到断续态、球化态。球化现象会造成成型件表面不平整, 内部缺乏融合, 形成大量孔洞, 导致成型件致密度和力学性能下降^[18]。因此, 优化激光加工参数(如激光功率、扫描速度)调节能量密度至适宜范围, 以减少缺陷、提升成型件质量。

液固润湿特性是 SLM 工艺成功的关键, 常用接触角 θ 描述润湿程度:

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}} \quad (21)$$

式中, γ_{sv} 、 γ_{sl} 、 γ_{lv} 分别为固-液、固-气和气-液界面的表面张力。 θ 越大, 说明液态金属对固体基板的润湿性越差; 反之, 越好。当 $\theta > 90^\circ$ 时, 表示润湿性较差的状

态,熔融金属不易铺展,如图2(a)所示。当 $\theta < 90^\circ$ 时,表示润湿性较好的状态,液态金属的铺展性较好,如图2(b)所示。



(a) 湿润性差 (b) 湿润性好
图2 熔融金属与固体基板的润湿性示意图

Fig. 2 Schematic diagram of wettability of molten metal and solid substrate

为分析线能量密度对球化缺陷形成机理的影响,选取激光功率150 W,线能量密度分别为83.3 J/m、125.0 J/m和250.0 J/m的3组参数进行数值模拟,结果如图3所示。当线能量密度为83.3 J/m时,部分熔融金属凝固并与周围粉末黏附成球;部分熔融金属在表面

张力的驱使下倾向于减少表面能,迅速地成球;这两种成球方式往往共同出现。这是因为激光的穿透深度没有到达基板,此时接触角为 180° ,呈现不完全湿润状态,液态金属流动受阻,因此不能在基板上铺展。当线能量密度提高到125.0 J/m时,单道由球化形态向断续态过渡,虽然表面还比较粗糙,但是球化效应明显减弱,此时激光穿透深度刚刚到达基板,接触角约为 90° 。当线能量密度继续提高到250.0 J/m时,熔化的金属粉末形成充足的熔融金属,从而改善其流动性,凝固后获得高度均匀和连续的单道,激光穿透深度能够穿透粉末床并熔化基板,并且接触角 $\theta > 90^\circ$ 。因此,球化缺陷的形成机理可以总结为能量密度太低,熔融金属不能在基板上铺展。判断是否球化最直接的依据是观察熔池深度是否穿透粉末层厚,并熔化了基板,也可以计算熔池的接触角是否小于 90° 来判断熔池的湿润性。此外,还可通过适当提高线能量密度,提高熔融金属的流动性,以获得更均匀和连续的单道。

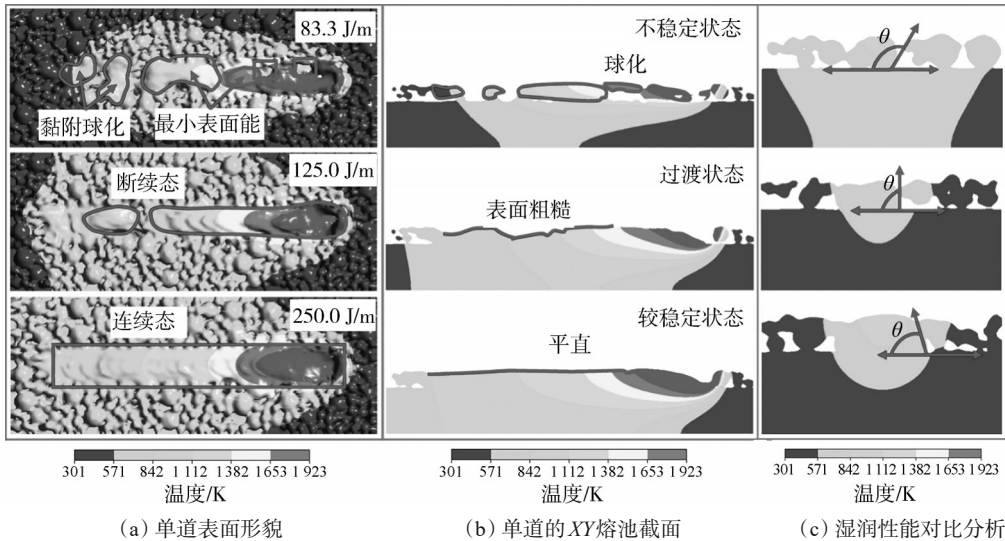


图3 不同线能量密度下的模拟结果

Fig. 3 Simulation results under different line energy densities

2.3 能量密度对于孔隙缺陷形成的影响

SLM成型件的内部孔隙直接影响其力学性能,因此查明孔隙缺陷的形成机理对优化工艺参数、提高成型件的致密度有重大的意义。在SLM成型过程中,当激光功率较低、扫描速度较高或扫描间距较大时,体能量密度过低会导致球化和粉末的未融合现象,如图4(a)所示,这是因为激光功率输入低,熔化的粉末不足,流动性和铺展性差,难以填充熔池之间的间隙。然而,过大的扫描间距导致双道之间的重熔面积小,搭接质量差,如图4(b)所示。单道球化和块体内部的未融合往往会引起气体的滞留,在下一层成型时,受温度的影响,气体在熔池底部迅速膨胀,无法逸出,凝固后,上一层未融合处会收缩成大大小小的孔隙。而

孔隙会影响下一层粉末的铺展质量和成型质量,导致孔隙缺陷的积累。

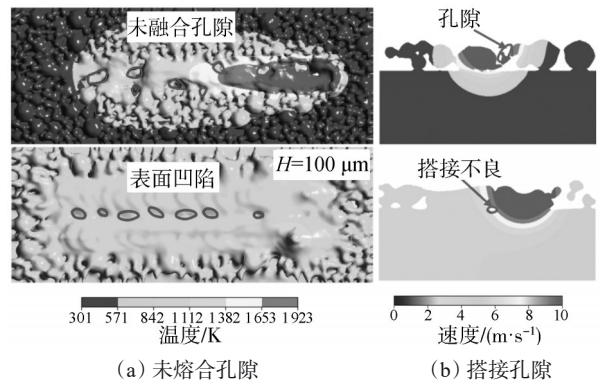


图4 孔隙缺陷
Fig. 4 Hole defects

随着体能量密度的增加,单位时间内金属粉末能够获得足够的能量,熔融金属增加,熔池流动性增强,孔隙缺陷会逐渐减少。在反冲压力的作用下,熔池表面产生凹陷效果,如图5所示。此外,熔体在反冲压力、马兰戈尼对流、重力和浮力等力的作用下经历的“环流”会变强,即随着熔池中心—熔池上表面—熔池底部的流动,促使熔池内气孔在凝固前逸出。文献[25]研究表明:能量密度对金属粉末成型质量具有显著影响。当能量密度过高时,金属粉末会发生过烧并快速蒸发,产生强大的反冲压力,导致气液界面失稳并形成不稳定的“匙孔”。随着温度冷却,表面张力使“匙孔”塌陷并被熔融金属填充,但过深的“匙孔”会遗留一系列规则球形小孔。能量密度不足时,则会产生不规则形状的孔隙缺陷。所以,为获得近乎全致密的零件,需将体能量密度控制在合理范围内。可通过调整激光功率、扫描速度等工艺参数实现这一目标,例如:提高搭接率可以减少因能量不足导致的孔隙;采用合适的扫描策略降低孔隙率;通过改变熔融金属的定向凝固来改善成型件的各向异性。

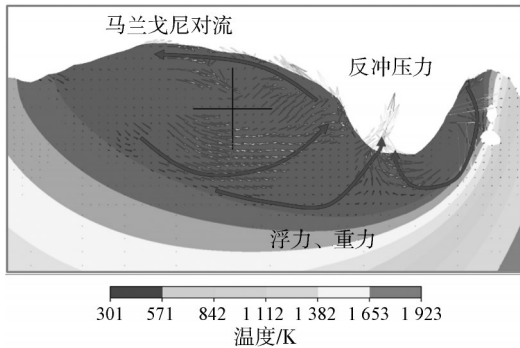


图5 熔池流体力学特性示意图

Fig. 5 Significant diagram of molten pool liquidity characteristics

2.4 能量密度对激光加工中粉末黏附现象的分析

图6为3种线能量密度(125.0、250.0和416.7 J/m)下单道熔池的温度场分布和流速场分布在YZ(宽深)平面的具体情况。由图6可以发现:当线能量密度为125.0 J/m时,粉末受热熔化区域较小,熔体与两侧粉末黏附成球,有分裂熔体的趋势,这种黏粉情况会导致球化和孔隙现象;当线能量密度增加到250.0 J/m,两侧的粉末受热熔化,由熔池中心向两侧的流动增强,导致熔池宽度增加;当线能量密度再增加到416.7 J/m时,熔池的宽度进一步扩大,开始黏附更远处的粉末,此时两侧熔池的黏粉加重。黏粉在成型过程中是不可避免的,但是必须避免线能量密度过小引起的黏粉。此外,过高的线能量密度可能引发显著的粉末黏附现象,进而导致两侧表面质量下降,适度提高线能量密

度能够有效促进粉末的充分熔化,形成充足的液态熔体以完全填充孔隙。

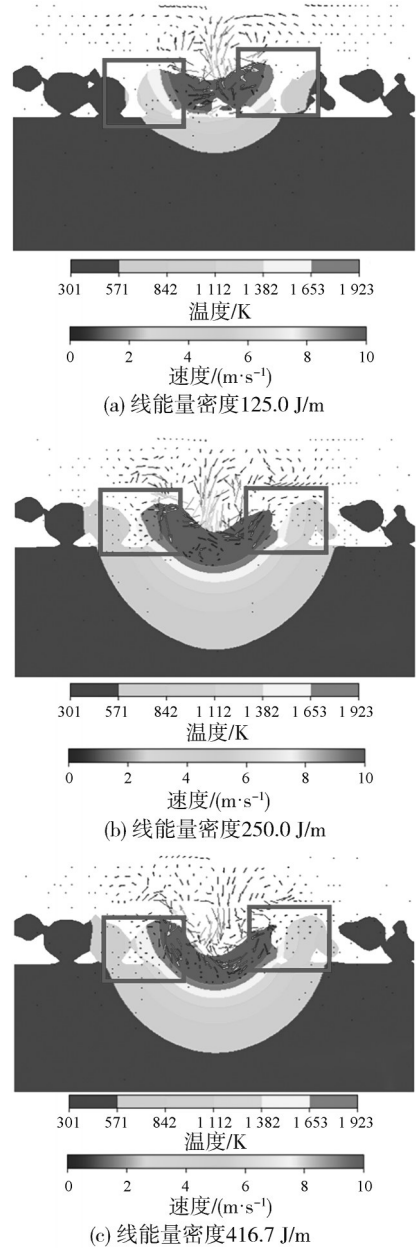


图6 不同线能量密度下单道的熔池温度和流速仿真(YZ平面)

Fig. 6 Molten pool temperature and flow rates of single track with different line energy densities (YZ plane)

在图6(c)的基础上,分析100、80和60 μm 这3种扫描间距下的熔池温度和流速分布情况,根据式(20)算得的体能量密度分别为83.3、104.2、138.9 J/mm^3 ,在上述3种体能量密度下双道的熔池温度和流速分布(YZ平面)如图7所示。由图7可得,随着体能量密度的提高,第2道右侧熔体的黏粉加重,但左侧搭接重熔面积扩大,填充了第1道右侧黏粉遗留的孔隙,从而致密化了成型件。因此,提高体能量密度能够有效促进双道成型件的致密化过程。

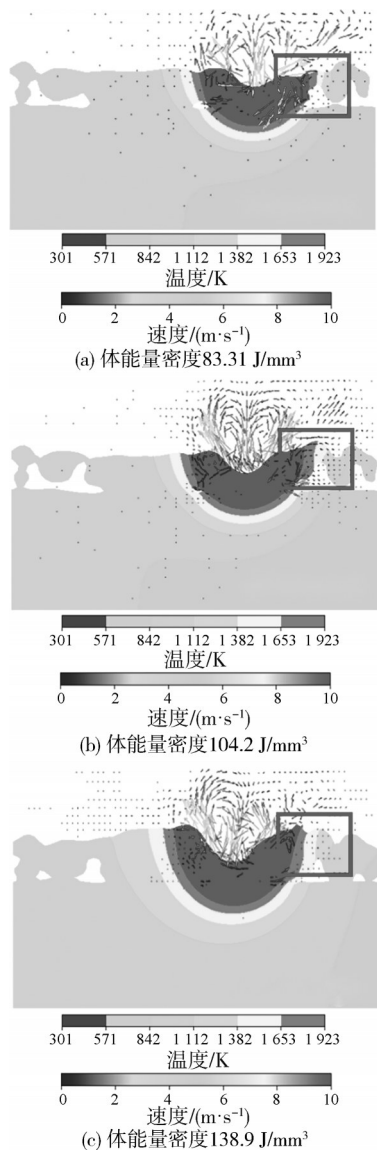


图7 不同体能量密度下双道的熔池温度和流速分布仿真(YZ平面)

Fig. 7 Temperature and flow rate of double-tracks molten pool with different volumetric energy density (YZ plane)

2.5 能量密度对于飞溅形成的影响

在选区激光熔化的成型过程中,随着能量密度的增加,熔池的最高温度急剧上升,并达到蒸发温度,金属蒸发对熔池施加的反冲压力会导致熔体和粉末飞溅。一些飞溅液滴紧密地附着在成型件的表面,增加了零件的粗糙度,降低了零件的质量^[26]。因此,分析飞溅的形成机理能够抑制飞溅行为,且对优化工艺参数和提高成型质量具有重大意义^[27]。

图8为不同线能量密度(125.0、250.0和416.7 J/m)下单道在XZ(长深)平面的飞溅情况。由图8可以看出:在激光正下方的区域,反冲压力占主导作用,“匙孔”底部的熔体速度向下,不断挤压熔体,在“匙孔”后

壁形成一个“凸起”。一般来说,线能量密度越大,激光输入的能量越多,可能导致熔池温度越高,反冲压力越大,从而在一定程度上增加“凸起”高度。“凸起”上的熔体速度主要有两个方向,形成两个飞溅区域,一是,顺着熔体“环流”向后方流动,即图8中黑框,该区域称为飞溅区域1;二是,垂直“凸起”向外飞溅的方向,即图8中椭圆,此区域称为飞溅区域2。飞溅区域2相对于飞溅区域1更靠近“匙孔”底部。另外,反冲压力挤压熔体导致“匙孔”的前壁也会有一个速度形成的区域称为飞溅区域3,然而飞溅区域3的速度十分小,可忽略不计。

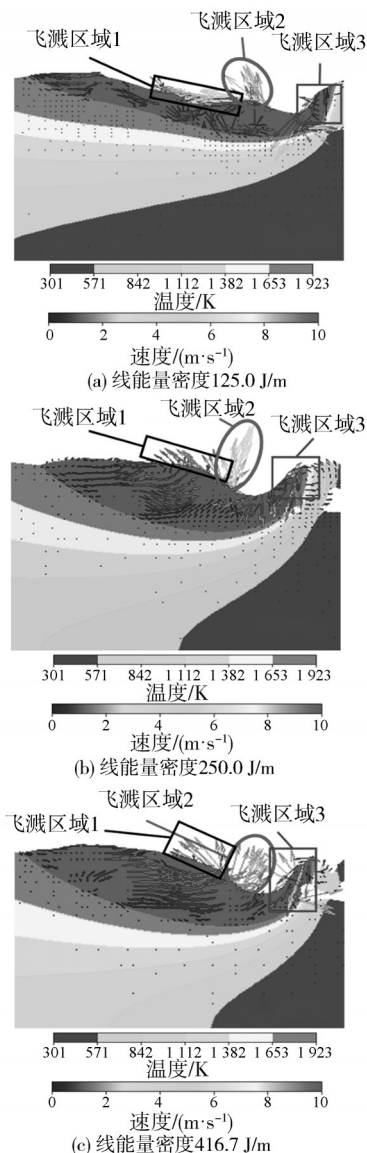


图8 不同线能量密度下单道的飞溅情况仿真(XZ平面)
Fig. 8 Splashes of single track with different line energy densities (XZ plane)

此外,当线能量密度达到 125.0 J/m时,熔池飞溅现象不明显,主要分布在飞溅区域2;而飞溅区域1不发生飞溅,主要作用是促进熔体的流动。当线能量密

度增加到 250.0 J/m, 熔池温度升高, 反冲压力增大, 熔池飞溅区域面积增加, 飞溅区域 2 的飞溅现象进一步加强, 液滴能够喷射更高。当线能量密度达到 416.7 J/m 时, 熔池内部剧烈波动导致飞溅区域 1 和飞溅区域 2 产生向各个方向飞溅的液滴, 这是因为熔池温度急剧上升, 反冲压力导致熔池产生更深的“匙孔”深度^[28], 对“匙孔”前壁的挤压作用增强, 引起飞溅。

在图 8(c) 的基础上, 采用 100、80 和 60 μm 3 种扫描间距, 粉末层厚设定为 50 μm , 依据式 (20) 计算得出体能量密度分别为 83.3、104.2 和 138.9 J/mm^3 , 基于这 3 种体能量密度条件, 进一步分析双道打印在 XZ 平面上的熔池飞溅行为, 如图 9 所示。

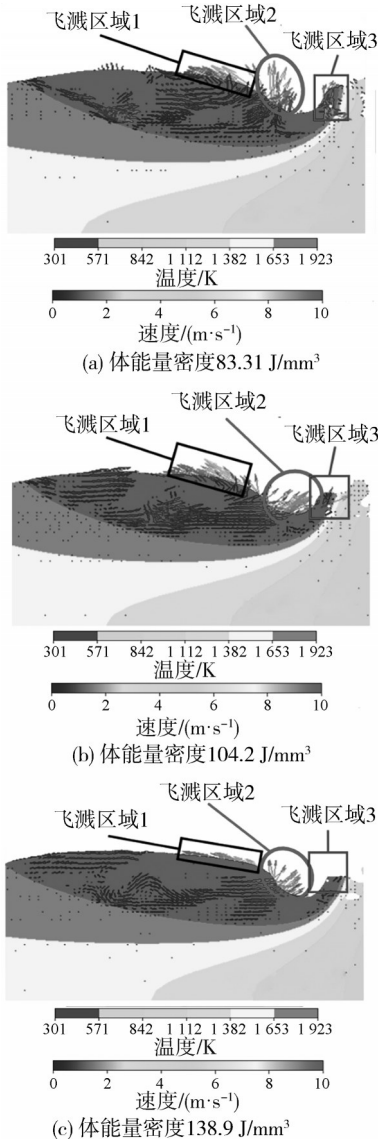


图 9 不同体能量密度下双道的飞溅情况仿真(XZ 平面)
Fig. 9 Splashes of double-tracks at different energy density (XZ plane)

对比图 9 发现: 双道熔池的飞溅情况不如单道熔池飞溅得剧烈, 这可能是第 1 道的预热可以有效地减

少金属熔化过程中的飞溅。随着体能量密度的增大, 飞溅区域 1 和飞溅区域 2 的熔体飞溅速度减小。因此, 扫描间距减小可提高熔池预热温度, 但若扫描间距过小(低于临界值), 熔池局部能量密度过高, 反而会导致飞溅加剧。

3 Ti6Al4V 成型质量预测模型结果分析

3.1 “工艺参数-熔池特征-成型质量”关系分析

在金属增材制造过程中, 深入探究“工艺参数-熔池特征-成型质量”的关系链, 对于揭示能量输入与材料响应的耦合机制至关重要。通过精细调控激光功率、扫描速度等关键工艺参数, 可有效优化熔池的温度场分布与流动状态, 进而结合在线监测技术实现闭环控制, 显著提升制件的精度、力学性能和服役寿命。

仿真结果表明, 工艺参数对熔池特征具有决定性影响, 而熔池特征则直接关联到成型质量。具体而言, 熔池宽度是控制单道搭接率的关键因素, 熔池深度与球化、未融合等缺陷密切相关, 熔池最高温度则通过影响匙孔深度间接反映了孔隙产生的风险。进一步地, 为了克服传统试错法优化工艺的低效问题, 本文构建了基于神经网络的预测模型, 该模型能够快速建立工艺参数与熔池特征(包括最高温度、宽度、深度)之间的定量关系, 并且映射到成型质量上。

3.2 单道预测模型模拟结果与分析

图 10(a) 给出线性拟合和二次拟合得到 Ti6Al4V 的熔池宽度与线能量密度之间关系的拟合结果。由图 10(a) 可知, 采用线性拟合和二次拟合都能获得较好的拟合效果。由图 10(b) 可知, 二次拟合的误差范围更小。因此, 采用二次拟合得出熔池宽度与线能量密度的关系如下:

$$W = 0.000\ 004\ 5 \times L^2 + 0.074\ 586 \times L + 66.757\ 4 \quad (22)$$

图 11 给出线性拟合和二次拟合的 Ti6Al4V 的熔池深度与线能量密度之间关系的拟合结果及拟合误差。由图 11 可知, 二次拟合的误差范围更小。因此, 采用二次拟合得出熔池深度与线能量密度的关系如下:

$$D = -0.000\ 142 \times L^2 + 0.172\ 359 \times L - 12.293\ 164 \quad (23)$$

图 12 为 Ti6Al4V 的熔池最高温度与线能量密度之间的关系的拟合结果及拟合误差。由图 12 可知, 两种方法预测的结果相差不大。本文采用二次拟合得出熔池最高温度与线能量密度的关系如下:

$$T = 0.000\ 010\ 785 \times L^2 + 0.312\ 9 \times L + 3\ 328.6 \quad (24)$$

拟合结果表明: 熔池宽度、熔池深度及熔池最高温度与线能量密度之间存在显著的热力学依赖关系。基于能量守恒定律和傅里叶热传导理论, 线能量密度的变化直接影响了熔池内的热输入分布, 进而通过温

度梯度驱动熔池边界的扩展与凝固行为。具体而言,线能量密度增大时,熔池最高温度呈非线性上升,导致熔池深度显著增加;同时,熔池宽度因表面张力与热毛细流动的耦合作用呈现先增后稳的饱和趋势。

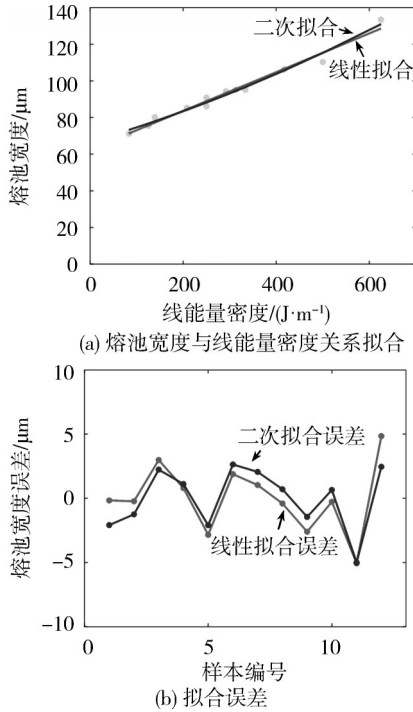


图 10 熔池宽度与线能量密度关系拟合及拟合误差
Fig. 10 Fitting the relationships between weld pool width and linear energy density and the fitting errors

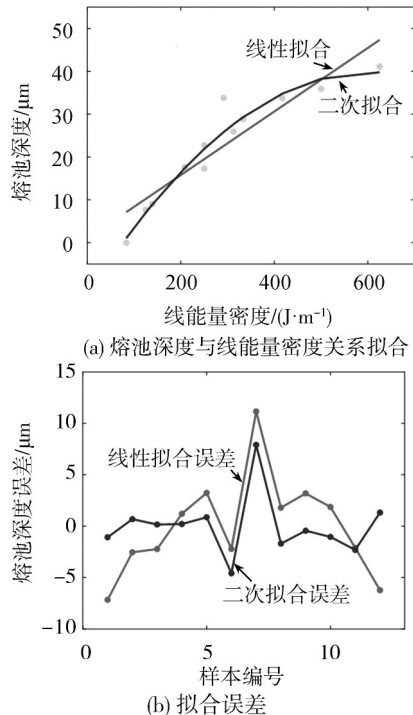


图 11 熔池深度与线能量密度关系拟合及拟合误差
Fig. 11 Fitting the relationships between weld pool depth and linear energy density and the fitting errors

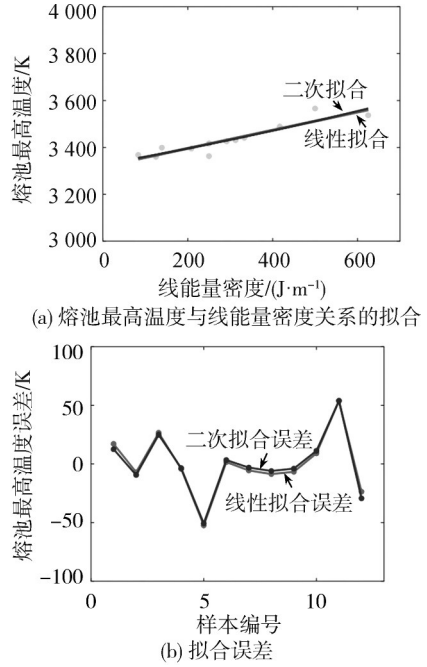


图 12 熔池最高温度与线能量密度关系拟合及拟合误差
Fig. 12 Fitting of the relationship between the maximum molten pool temperature and linear energy density

4 结 论

球化缺陷的形成机理是熔融的 Ti6Al4V 金属不足以润湿基板,为了减小表面积和降低液相表面能,单道形态逐渐从连续态过渡到断续态、球化态。判断是否球化最直接的依据是观察熔池深度是否穿透粉末层厚并熔化了基板,也可以计算熔池的润湿角是否小于 90°来判断熔池的湿润性。通过提高线能量密度可以获得更均匀和连续的单道。

形成孔隙的主要原因:一是,由能量密度不足导致的球化、粉末未熔合和搭接率不良都会造成气体滞留,这类不规则形状的孔隙可以通过提高体能量密度来改善,也可以通过重熔或者合适的扫描策略改善;二是,体能量密度过大导致“匙孔”的塌陷,其深处的气体来不及逸出导致了一系列大小规则的孔隙,这类孔隙可以适当减小体能量密度。

黏粉是熔融的 Ti6Al4V 金属两侧与周围粉末的黏附,在成型过程中是不可避免的,但是必须避免线能量密度过小引起的黏粉。飞溅是能量密度过大,熔池的最高温度上升并达到蒸发温度时,蒸发的金属对熔池施加反冲压力所致。数值模拟表明,熔池表面有 3 处飞溅区,飞溅区域 1 分布在熔池“匙孔”后壁的“凸起”偏后,顺着熔体“环流”向后方流动;飞溅区域 2 分布在熔池“匙孔”后壁的“凸起”偏前,垂直“凸起”向外;飞溅区域 3 分布在“匙孔”的前壁,飞溅现象相对较弱。

建立“工艺参数-熔池特征-成型质量”的关系预测

不同工艺参数下的熔池尺寸和熔池最高温度,为优化的加工参数提供了指导,节省大量的时间和成本。

参考文献:

- [1] Korkmaz M E, Gupta M K, Robak G, et al. Development of lattice structure with selective laser melting process: A state of the art on properties, future trends and challenges[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 81: 1040–1063.
- [2] Gunasekaran J, Sevvel P, John Solomon I. Metallic materials fabrication by selective laser melting: A review[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 37: 252–256.
- [3] Khorasani A, Gibson I, Awan U S, et al. The effect of SLM process parameters on density, hardness, tensile strength and surface quality of Ti6Al4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 25: 176–186.
- [4] Zhang Jinliang, Song Bo, Wei Qingsong, et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 270–284.
- [5] Singla A K, Banerjee M, Sharma A, et al. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Process parameters, defects and post-treatments[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 64: 161–187.
- [6] Zhao Xiaohao, Zuo Zhenbo, Han Zhiyu, et al. A review on powder titanium alloy 3D printing technology[J]. *Materials Reports*, 2016, 30(23): 121–127. [赵霄昊, 左振博, 韩志宇, 等. 粉末钛合金 3D 打印技术研究进展[J]. *材料导报*, 2016, 30(23): 121–127.]
- [7] Tang Chaolan, Zhang Weixiang, Chen Zhiru, et al. Simple descriptions of preparation technology of titanium alloy powder for 3D printing[J]. *Journal of Guangdong University of Technology*, 2019, 36(3): 91–98. [唐超兰, 张伟祥, 陈志茹, 等. 3D 打印用钛合金粉末制备技术分析[J]. *广东工业大学学报*, 2019, 36(3): 91–98.]
- [8] Tofail S A M, Koumoulos E P, Bandyopadhyay A, et al. Additive manufacturing: Scientific and technological challenges, market uptake and opportunities[J]. *Materials Today*, 2018, 21(1): 22–37.
- [9] Yan Wentao, Ge Wenjun, Qian Ya, et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting[J]. *Acta Materialia*, 2017, 134(1): 324–333.
- [10] Xie Yinkai. Numerical simulation of temperature field and flow field in laser selective melting of Ti6Al4V[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2018. [谢印开. 激光选区熔化 Ti6Al4V 温度场与流场的数值模拟[D]. 北京: 北京工业大学, 2018.]
- [11] Ye Weijuan. Numerical simulation of temperature field and morphology evolution of molten pool during laser selective melting[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2019. [叶唯娟. 激光选区熔化过程中熔池温度场及形貌演化的数值模拟[D]. 西安: 西安理工大学, 2019.]
- [12] He Qiyang, Xia Huanxiong, Liu Jianhua, et al. Modeling and numerical studies of selective laser melting: Multiphase flow, solidification and heat transfer[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109115.
- [13] Wang Zekun, Yan Wentao, Liu W K, et al. Powder-scale multi-physics modeling of multi-layer multi-track selective laser melting with sharp interface capturing method[J]. *Computational Mechanics*, 2019, 63(4): 649661.
- [14] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones[J]. *Acta Materialia*, 2016, 108: 36–45.
- [15] Lee Y S, Zhang W. Mesoscopic simulation of heat transfer and fluid flow in laser powder bed additive manufacturing [C]// *Proceedings of the Twenty-Sixth Annual International Solid Freeform Fabrication*. Austin: University of Texas at Austin, 2015: 1154–1165.
- [16] Xia Mujian, Gu Dongdong, Yu Guanqun, et al. Porosity evolution and its thermodynamic mechanism of randomly packed powder-bed during selective laser melting of Inconel 718 alloy[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2017, 116: 96–106.
- [17] Cao Liu. Mesoscopic-scale numerical simulation including the influence of process parameters on SLM single-layer multi-pass formation[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(8): 4130–4145.
- [18] Tang C, Tan J L, Wong C H. A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting[J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, 126(B): 957–968.
- [19] Yuan Weihao, Chen Hui, Wei Qingsong. The role of recoil pressure in thermodynamic behaviors of molten pool during selective laser melting[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 56(7): 213–219. [袁伟豪, 陈辉, 魏青松. 反冲压力作用下激光选区熔化熔池热动力学行为[J]. *机械工程学报*, 2020, 56(7): 213–219.]
- [20] Hu Xue. Numerical simulation of molten pool flow in laser powder-filled welding[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016. [胡雪. 激光填粉焊接熔池流动数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.]
- [21] Li Risheng. Study on flow and heat transfer characteristics of GTAW molten pool of stainless steel[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2014. [李日升. 不锈钢 GTAW 熔池流动换热特性研究[D]. 太原: 太原科技大学, 2014.]
- [22] Qiao Chenrong. Numerical simulation of variable polarity plasma arc welding of aluminum alloy based on Fluent

- [D]. Hohhot: Inner Mongolia University of Technology, 2018.[乔琛嵘. 基于 Fluent 的铝合金变极性等离子弧焊接数值模拟[D]. 呼和浩特:内蒙古工业大学,2018.]
- [23] Chi Min. Numerical simulation and experimental study on metal laser selective melting additive manufacturing[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2019.[池敏. 金属激光选区熔化增材制造数值模拟与实验研究[D]. 上海:华东理工大学,2019.]
- [24] Pan Lu, Zhang Chenglin, Jiang Hua, et al. Influence and optimization of forming process parameters on relative density of 316L stainless steel prepared by selective laser melting[J]. Forging & Stamping Technology, 2019, 44(11): 103–109.[潘露, 张成林, 江华, 等. 选区激光熔化制备 316L 不锈钢成型工艺参数对致密度的影响和优化[J]. 锻压技术, 2019, 44(11): 103–109.]
- [25] Chu Fuzhong, Zhang Xi, Huang Wenjing, et al. The formation mechanism and effect on mechanical properties of defects of aluminum alloy by selective laser melting: A review[J]. Materials Reports, 2021, 35(11): 11110–11118.[褚夫众, 张曦, 黄文静, 等. 选区激光熔化铝合金缺陷的形成机制和对力学性能的影响: 综述[J]. 材料导报, 2021, 35(11): 11110–11118.]
- [26] Gunenthiram V, Peyre P, Schneider M, et al. Analysis of laser-melt pool-powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel[J]. Journal of Laser Applications, 2017, 29(2): 022303.
- [27] Taheri Andani M, Dehghani R, Karamooz–Ravari M R, et al. Spatter formation in selective laser melting process using multi-laser technology[J]. Materials & Design, 2017, 131: 460–469.
- [28] Wu Y C, San C H, Chang C H, et al. Numerical modeling of melt-pool behavior in selective laser melting with random powder distribution and experimental validation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 254: 72–78.

Effect of Energy Density on Defect Characteristics of Ti6Al4V Alloy Formed by Selective Laser Melting

CHEN Dongju¹, GAO Chao^{2*}, FAN Jinwei¹, PAN Ri¹, SUN Kun¹, ZHENG Chen¹

(1. College of Mechanical & Energy Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

2. Push Ningjiang Machine Tool Company Limited, Chengdu 611830, China)

Abstract: This study investigates the formation mechanisms and suppression strategies for common metallurgical defects—including balling, porosity, powder adhesion, and spatter—in Ti6Al4V alloys fabricated by selective laser melting (SLM). A comprehensive numerical framework linking process parameters, molten pool dynamics, and defect evolution is developed to optimize linear and volumetric energy densities. This research further proposes actionable guidelines aimed at achieving high-quality manufacturing outcomes in SLM processes. A three-dimensional transient thermal-fluid flow model for SLM-processed Ti6Al4V powder was established to elucidate molten pool dynamics under controlled processing conditions. Utilizing dimensionless numbers to quantify dynamic behaviors, the simulations were optimized to accurately capture molten pool evolution. Defect formation mechanisms, particularly for balling and porosity, were thoroughly examined through integrated numerical modeling and experimental validation, emphasizing the critical impact of linear and volumetric energy densities. The analysis revealed that thermal convection predominantly governs heat transfer within the molten pool, driven primarily by evaporation recoil pressure, surface tension, and Marangoni shear stress. A reduction in energy density adversely affects molten pool fluidity, promoting porosity formation as molten metal solidifies into spherical shapes driven by surface tension. This resultant porosity significantly deteriorates the mechanical properties of fabricated parts, underscoring the necessity for meticulous control over energy density. Optimizing key processing parameters, such as laser power, scanning speed, and scanning spacing, enables the formation of high-quality components. The proposed “process parameters–molten pool characteristics–forming quality” analytical framework provides robust guidance for parameter optimization. Application of this framework effectively mitigates metallurgical defects, thereby enhancing the density and mechanical performance of parts manufactured through SLM.

Key words: selective laser melting; molten pool; Ti6Al4V; processing defects; process parameters

(编辑 赵 婧)

引用格式: Chen Dongju, Gao Chao, Fan Jinwei, et al. Effect of energy density on defect characteristics of Ti6Al4V alloy formed by selective laser melting[J]. Advanced Engineering Sciences, 2025, 57(3): 267–277.[陈东菊, 高超, 范晋伟, 等. 能量密度对于选区激光熔化成型 Ti6Al4V 合金缺陷特征的影响[J]. 工程科学与技术, 2025, 57(3): 267–277.]